

STAINLESS STEEL SHEET HAVING HIGH STRENGTH AND HIGH TOUGHNESS AND EXCELLENT IN BENDABILITY

Publication number: JP11302791

Publication date: 1999-11-02

Inventor: YAMAMOTO AKIO; MUTO IZUMI

Applicant: NIPPON STEEL CORP

Classification:

- international: C22C38/00; C22C38/58; C22C38/00; C22C38/58;
(IPC1-7): C22C38/00; C22C38/58

- european:

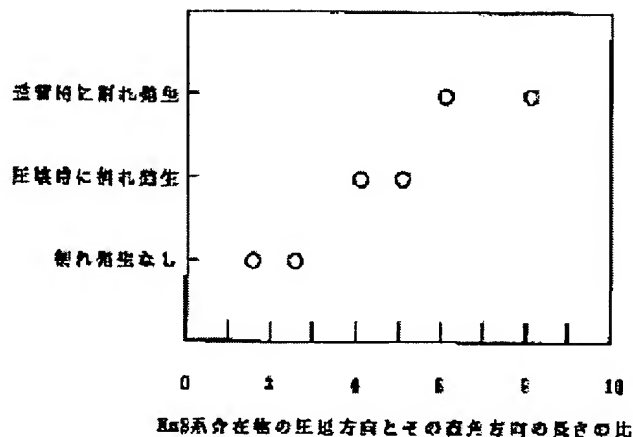
Application number: JP19980106781 19980416

Priority number(s): JP19980106781 19980416

Report a data error here

Abstract of JP11302791

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a stainless steel sheet having high strength and high toughness and excellent in bendability and a welded stainless steel tube using the same. **SOLUTION:** The stainless steel sheet has a composition consisting of, by weight, 0.005-0.03% C, 0.05-1.0% Si, 0.05-2.0% Mn, 10-16% Cr, $\leq 2.5\%$ Ni, 0.005-0.03% N, and the balance Fe with inevitable impurities. In this steel sheet, the structure is composed essentially of two phases of ferritic phase and martensitic phase or a single phase of martensite, and further, the length of the grains of inevitably remaining MnS inclusions in a rolling direction is regulated to $\leq 3 \mu\text{m}$ and the ratio between the length of the grains of MnS inclusions in a rolling direction and their length in a direction perpendicular to it is regulated to ≤ 3.0 .



Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-302791

(43) 公開日 平成11年(1999)11月2日

(51) Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/00

38/58

識別記号

3 0 2

F I

C 2 2 C 38/00

38/58

3 0 2 H

3 0 2 Z

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全 4 頁)

(21) 出願番号

特願平10-106781

(22) 出願日

平成10年(1998)4月16日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 山本 章夫

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 武藤 泉

山口県光市大字島田3434番地 新日本製鐵
株式会社光製鐵所内

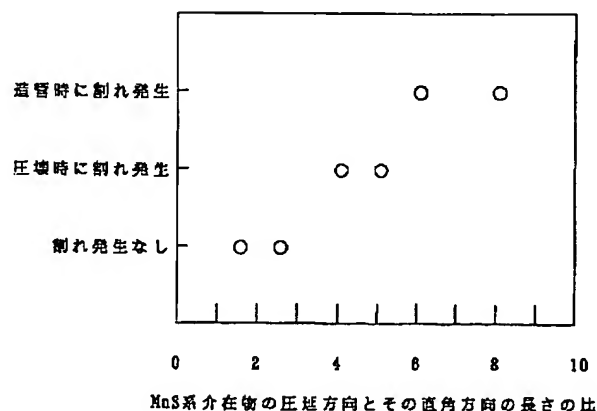
(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

(54) 【発明の名称】 曲げ性の優れた高強度高靱性ステンレス鋼板

(57) 【要約】

【課題】 曲げ性の優れた高強度高靱性ステンレス鋼板
およびそれを用いたステンレス溶接鋼管を提供する。

【解決手段】 重量%で、C:0.005%以上0.03%以下、Si:0.05%以上1.0%以下、Mn:0.05%以上2.0%以下、Cr:10%以上16%以下、Ni:2.5%以下、N:0.005%以上0.03%以下を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなるステンレス鋼板において、組織を実質的にフェライト相とマルテンサイト相の2相ないしマルテンサイト単相とし、さらに不可避的に残留するMnS系介在物粒子の圧延方向長さを3 μ m以下、かつ前記MnS系介在物粒子の圧延方向長さとその直角方向の長さとの比を3.0以下としたことを特徴とする曲げ性の優れた高強度高靱性ステンレス鋼板。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.005%以上0.03%以下、

Si : 0.05%以上1.0%以下、

Mn : 0.05%以上2.0%以下、

Cr : 10%以上16%以下、

Ni : 2.5%以下、

N : 0.005%以上0.03%以下

を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなるステンレス鋼板において、組織を実質的にフェライト相とマルテンサイト相の2相ないしマルテンサイト単相とし、さらに不可避的に残留するMnS系介在物粒子の圧延方向長さを $3\mu\text{m}$ 以下、かつ前記MnS系介在物粒子の圧延方向長さとその直角方向の長さとの比を3.0以下としたことを特徴とする曲げ性の優れた高強度高靱性ステンレス鋼板。

【請求項2】 重量%で、

Mo : 2%以下、

Cu : 2%以下

の1種又は2種をさらに含有することを特徴とする請求項1記載の曲げ性の優れた高強度高靱性ステンレス鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、曲げ加工を実施する高強度ステンレス鋼板に関するものである。

【0002】

【従来の技術】ステンレス鋼は、耐食性に優れていることから広範囲で加工用素材として使用されている。中でも基本的な加工である曲げ加工は、いわゆる板金加工からロールフォーミングなどの大型の加工まで含め広く用いられる加工方法である。例えば、ステンレス鋼板の屋根では、L字型に曲げた面を互いにシーム溶接することで、圧延材の幅以上の長さの面を覆うように葺かれている。また、端部は、はぜおりなどを施して端面を内部に囲い込み外観状かつ使用者の安全上の対応をする。これらの加工は全て曲げが基本となっている。

【0003】一方、最近では単に耐食性だけを期待するのではなく強度を向上させて構造用使用する動きが活発となってきた。SUS304鋼を代表とするオーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性は十分であるがNiを含有するために高価格とならざるを得ないことから、外観上の美しさを強調するような主として公共建造物に用いられている。一方、SUS304鋼を代表とするフェライト系ステンレス鋼では強度面ではオーステナイト系ステンレス鋼より劣るもののそれより安価なことから家電部品の支持部品など小物の強度部品に広く用いられてきたが、溶接部の靱性が十分ではないために建築用などの大型構造部材には適用されていなかった。

【0004】ところが、構造部材の多くは必ずしも外観

上の美しさは要求されないため、構造用材料にはこれまでにはめっきや塗装を施した炭素鋼が使用されてきた。しかしながら、構造物の長寿命化を強く求める社会的な動きに応じて、構造材の耐食性の一層の向上が強く求められることとなった。メッキや塗装の耐食性向上は、もちろんメッキ厚さやメッキ金属の高耐食化あるいは塗膜の厚手化などの重防食塗装によって達成が可能であるが、溶接を必要とする大型の構造物ではこの手段は溶接後の処理を極めて困難にする。

【0005】このような動きの中で、溶接構造用に開発された低C型の高強度マルテンサイト系ステンレス鋼が期待されることとなった。低C型のマルテンサイト系ステンレス鋼は、適切に成分を設計すれば容易に常温の引張強さで400MPaをこえる強度を付与でき溶接部の靱性も良好とさせることが可能である。この特徴を生かして、例えばトラックの荷台やステンレス車両の補強用部材などに使用されてきた。

【0006】しかし、低Cマルテンサイト系ステンレス鋼は、低Cとは言えマルテンサイト相を含有するために曲げ性が他の構造用材料に比べて必ずしも十分ではなかった。このため、これまで使用されてきた用途においても、ほとんどが平板や丸棒のままか熱間鍛造や切削加工を施されるなどの状態で使用されてきた。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】大型の構造物として使用する場合、平板状での使用は限定される。多くの場合形鋼や鋼管に加工されて使用される。形鋼の場合は熱延工程や平板の溶接のみで製造可能であることから特に問題はない。しかし鋼管の場合、シームレスという方法はあるがコストの点で適用は困難であることから、どうしても曲げ加工を伴う溶接管の製造が不可欠である。

【0008】本発明は、従来の低Cマルテンサイト系ステンレス鋼板の欠点である曲げ性を改善して、建築などの構造用に供する溶接鋼管素材としての曲げ性の優れた高強度高靱性の低Cマルテンサイト系ステンレス鋼板を提供するとともに、それを用いた円筒型ないし角型の高強度高靱性の低Cマルテンサイト系ステンレス溶接鋼管を提供するものである。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、重量%で、C : 0.02%、Si : 0.35%、Mn : 0.72%、Cr : 11.8%、Ni : 0.15%、N : 0.012%を含有し残部実質的にFeおよび不可避不純物からなり、組織を実質的にフェライト相とマルテンサイト相の2相とした低Cマルテンサイト系ステンレス鋼板の曲げ試験を行ない、試験で割れた破面を詳細に観察した。その結果、破断面には圧延方向に伸びた介在物が認められた。従来軟質の炭素鋼やフェライト系ステンレス鋼の薄鋼板では、MnS系の延伸した介在物粒子は曲げ性に悪影響を及ぼすことが認められていたが、マルテン

サイト相を含む組織ないしマルテンサイト単相の鋼では組織の悪影響の方が強く介在物粒子の影響は小さいと考えられていた。にもかかわらず、MnS系介在物が延伸していると硬質のマルテンサイト組織を含むとはいえ、曲げ性が劣化することが判明した。

【0010】そこで、事前にMnSの延伸程度の異なる前記成分鋼の2.0mm厚さの薄板を用意し、 $t/2$ 曲げ試験を実施した。その結果、MnS粒子の圧延方向長さを $3\mu\text{m}$ 以下とし、かつMnS粒子の圧延方向の長さとその直角方向の長さとの比、すなわち延伸比(MnS粒子の圧延方向長さ/MnS粒子の直角方向長さ)を3倍以下にすることで、問題なく曲ることが判明した。すなわち、従来曲げ性に及ぼすMn系介在物粒子の長さが影響することが認められていたが、長さだけでなく延伸比が強く影響することが判明したのである。

【0011】本発明は、この知見を基になされたもので、フェライト相とマルテンサイト相の2相ないしマルテンサイト単相組織の鋼においてMnSの形態を制御したものである。

【0012】本発明の要旨とするところは、以下の通りである。

(1) 重量%で、C:0.005%以上0.03%以下、Si:0.05%以上1.0%以下、Mn:0.05%以上2.0%以下、Cr:10%以上16%以下、Ni:2.5%以下、N:0.005%以上0.03%以下を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなるステンレス鋼板において、組織を実質的にフェライト相とマルテンサイト相の2相ないしマルテンサイト単相とし、さらに不可避的に残留するMnS系介在物粒子の圧延方向長さを $3\mu\text{m}$ 以下、かつ前記MnS系介在物粒子の圧延方向長さとその直角方向の長さとの比を3.0以下としたことを特徴とする曲げ性の優れた高強度高靱性ステンレス鋼板。

(2) 重量%で、Mo:2%以下、Cu:2%以下との1種又は2種をさらに含有することを特徴とする前記(1)記載の曲げ性の優れた高強度高靱性ステンレス鋼板。

【0013】本発明の鋼は、曲げ加工で製造する素形材に適している。特に、強度と耐食性を必要とし、冷間加工し、かつ溶接して成形する丸型ステンレス鋼管や角型ステンレス鋼管には最も適している。なお、本発明は、曲げ加工で成形する鋼管に限らず、曲げ加工による形材などの強度部材にも問題なく適用可能である。

【0014】

【発明の実施の形態】次に、本発明の限定条件を示す。Crは、10%未満ではステンレス鋼板としての基本的な耐食性が不足するため、下限とした。また16%を超えるとマルテンサイト組織を生成するためにNiやCが多量に必要となるだけでなく、高温でのオーステナイト相が安定化しマルテンサイト組織への変態が困難となる

ために16%を上限とした。

【0015】Cは、高温でフェライト相をオーステナイト相に変態させるのに有効であるので0.005%以上の添加が必要である。しかし、多量に添加すると、冷却による変態後のマルテンサイト相が硬化して、MnS系の介在物にかかわらず曲げ性や靱性が劣化するために、0.03%を上限とした。

【0016】Siは、0.05%未満では脱酸が不十分となって非金属介在物が多量に残留する危険性がある。他の方法で脱酸を確実に実施することは可能であるので、その場合には0.05%未満にしても問題はないが、そのレベルまで低減するコストが掛かることから、下限とした。一方、1.0%を超えるとマルテンサイト相が硬化し、冷間での曲げ性や靱性が劣化するだけでなく、熱間加工性も劣化するため1.0%を上限とした。

【0017】Mnは、0.05%未満では不可避不純物であるSの固定が不十分となり表面疵の原因となるため下限とした。一方、2.0%を超えると γ 相が安定化しマルテンサイト変態が困難となるために上限とした。

【0018】Niは、 γ 相を増加させマルテンサイト変態を促進する元素であるが、多量に添加すると γ 相が安定化しマルテンサイト変態が困難となるために2.5%を上限とした。

【0019】Nは、高温でフェライト相をオーステナイト相に変態させるのに有効であるので0.005%以上の添加が必要である。しかし、多量に添加すると、冷却による変態後のマルテンサイト相が硬化して、MnS系の介在物にかかわらず曲げ性や靱性が劣化するために、0.03%を上限とした。

【0020】不可避的に残留するMnS系介在物粒子の圧延方向長さは、 $3\mu\text{m}$ を超えると曲げ性が劣化するために上限とした。また、MnS系介在物粒子の圧延方向の長さとその直角方向の長さとの比、すなわち延伸比

(MnS粒子の圧延方向長さ/MnS粒子の直角方向長さ)は、3.0倍を超えると曲げ性が劣化しはじめるために上限とした。なお、上記MnSの形態は、通常鋼板の圧延方向と厚み方向を含む断面について光学顕微鏡やSEMによって観察する。

【0021】また、本発明では耐食性を確保するためにMo及び/又はCuを選択的に添加し得る。Moは高温でのオーステナイト相を減少させる元素であるので、多量に添加すると変態後にフェライト相が多量となり強度を低下せしめることから、2%を上限とした。Cuは、Niと同様に高温でのオーステナイト相を増加させる元素であるが、多量に添加するとNi同様の弊害が生ずるだけでなく、熱間でのいわゆる赤熱脆性が生ずることから、2%を上限とした。

【0022】

【実施例】重量%で、C:0.02%、Si:0.35

%、Mn:0.72%、Cr:11.8%、Ni:0.15%、N:0.012%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、組織を実質的にフェライト相とマルテンサイト相の2相とした4.0mm厚さの低Cマルテンサイト系ステンレス鋼板を用いて曲げ法により角部分の曲率半径が2.0mmの角型鋼管を製造した。その結果を、MnS系介在物粒子の圧延方向の長さとその直角方向の長さとの比とともに図1に示した。

【0023】MnS系介在物粒子の圧延方向の長さとその直角方向の長さとの比、すなわち延伸比が6倍以上となると、曲げ加工時に曲げ頂点で割れが発生し角型鋼管の製造が不可となった。延伸比が6倍未満では、鋼管の製造は可能であったが、延伸比が3倍以上6倍未満ではその後の圧壊試験により角部分に割れが発生した。

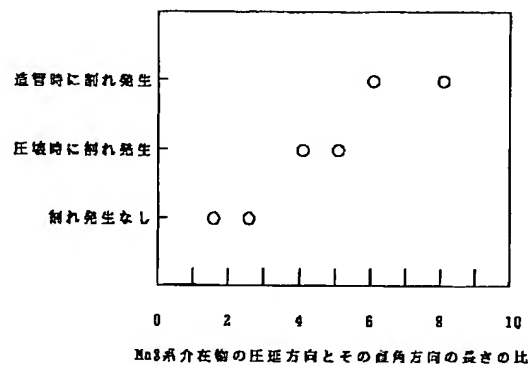
【0024】

【発明の効果】本発明の曲げ性の優れた高強度ステンレス鋼板により、耐食性を必要とする部分で使用可能な構造部材の提供が可能となった。たとえば、海浜地区などの土木建築分野での構造用材料として、平板の曲げ加工や鋼管の使用が可能となった。従来は、高強度炭素鋼にめっきや重防食を施していたが、溶接が困難な上に溶接部の防食の補修が困難であったため、構造物の寿命が短くなるという欠点があった。しかし、本願発明により溶接後の補修の必要なくしかも長寿命が得られるなど社会的な利益は大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】MnS系介在物粒子の圧延方向長さとその直角方向の長さとの比と、造管および圧壊試験による割れ状況の関係を示す図表である。

【図1】



```

###  ###      #
#      #
#  #   ## ###  ###  #####  #####  #####  ##  ##
#  #   ##      #      #      #      #      #      #
###      #      #      #####  #      #
#  #      #      #      #      #      #      #
#      #      #      #      #      #      #
###  ## #####  #####. #####  #####  #####  ##  ##

```

Job : 1
 Date: 8/9/2006
 Time: 3:14:22 PM

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-262282

(P2001-262282A)

(43) 公開日 平成13年9月26日 (2001.9.26)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード [*] (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z 3 J 0 5 8
B 6 2 L 1/00		B 6 2 L 1/00	A 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	R
C 2 2 C 38/18		C 2 2 C 38/18	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 7 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2000-74424(P2000-74424)

(22) 出願日 平成12年3月16日 (2000.3.16)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 尾崎 芳宏

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 平沢 淳一郎

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100080687

弁理士 小川 順三 (外1名)

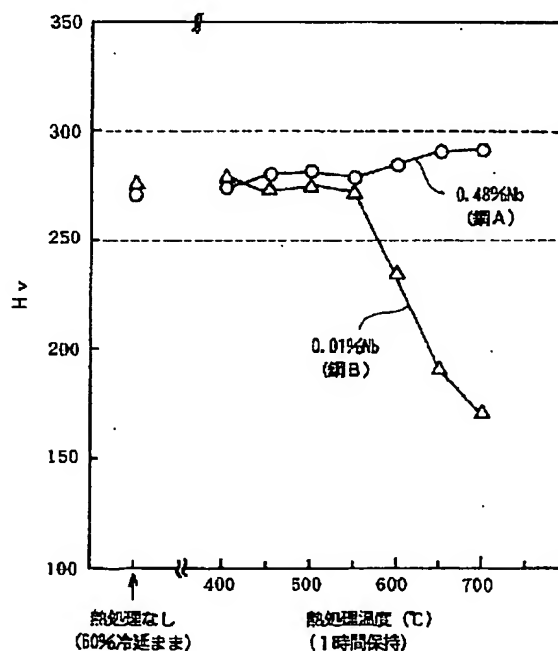
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 焼き入れ-焼もどし処理あるいは焼き入れ処理を施すことなく、ヴィッカーズ硬さ $H_v = 250 \sim 300$ を満たすステンレス鋼板を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.1%以下、N:0.1%以下、Cr:10.0~20.0%を含有するクロム系ステンレス鋼スラブを、熱間圧延し、得られた熱延鋼板をフェライト単相の組織としてから、圧下率15~70%で冷間圧延することにより、ヴィッカーズ硬さ (H_v) を 250~300 とする。さらに、Nb:0.05~1.0%を添加すると、熱を受けても軟質化しにくくなる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】質量%で、

C: 0.1 %以下、

N: 0.1 %以下、

Cr: 10.0~20.0%

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼組成であるとともに、金属組織が加工フェライト組織であり、ヴィッカース硬さ(Hv)が250~300であることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板。

【請求項2】質量%で、

C: 0.1 %以下、

N: 0.1 %以下、

Cr: 10.0~20.0%、

Nb: 0.05~1.0 %

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼組成であるとともに、金属組織が加工フェライト組織であり、ヴィッカース硬さ(Hv)が250~300であることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板。

【請求項3】請求項1または2に記載の鋼板において、上記成分に加えてさらに、下記a~fのグループから選ばれた少なくとも1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼組成であるとともに、金属組織が加工フェライト組織であり、ヴィッカース硬さ(Hv)が250~300であることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板。

記

a...Si: 1.5 %以下、

b...Mn: 2.5 %以下、

c...Ni: 2.0 %以下、Co: 1.0 %以下、B: 0.005 %以下

下

d...Cu: 2.0 %以下、Mo: 2.0 %以下

e...V: 1.0 %以下、Zr: 1.0 %以下、Ti: 1.0 %以下

f...Al: 2.0 %以下

【請求項4】質量%で、

C: 0.1 %以下、

N: 0.1 %以下、

Cr: 10.0~20.0%

を含有するクロム系ステンレス鋼スラブを、熱間圧延し、得られた熱延鋼板をフェライト単相の組織としてから、圧下率15~70%で冷間圧延することにより、ヴィッカース硬さ(Hv)を250~300とすることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板に関し、特に、小型バイク、スクー

ター、自転車等のディスクブレーキに使用して好適な、硬さが比較的低く冷間圧延したままで用いる、焼入れ不要のステンレス鋼板(鋼帯を含む、以下同じ)に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来から、二輪車のディスクブレーキには、マルテンサイト系ステンレス鋼が使用されるのが一般的である。さて、ディスクブレーキ材料に必要なおもな特性は、耐食性、韌性、耐磨耗性である。一般に、耐磨耗性は硬さが高くなるに従って良くなるが、韌性は硬さの上昇とともに低下する傾向にあるので、これら双方の観点から、一般的なディスクブレーキはヴィッカース硬さHv=310~380の硬さ範囲に調整して用いている。具体的には、例えば、SUS420J1やSUS420J2(いずれもマルテンサイト系ステンレス鋼)の場合には、ディスクブレーキの形状に打ち抜き成形後、焼入れ-焼戻しの処理を行うことによりマルテンサイト組織として硬さを調整して使用される。また、特開昭57-198429号公報、特開昭60-106951号公報に示されるような、焼入れのみで適正な硬さが得られる、焼戻し処理の不要な低Cマルテンサイト系ステンレス鋼も使用されている。

【0003】上述した二輪車のディスクブレーキ材料は、比較的高級なスポーツバイクや中型~大型のオートバイのディスクブレーキに使用されてきたものであるが、最近になって、このディスクブレーキが低価格の小型バイク、スクーターおよび自転車等にも使用されるようになってきている。これらの二輪車は車体重量が軽いため、ディスクブレーキの性能には従来の二輪車ほどのものは必要なく、したがって用いられる材料の硬さもであれば比較的低いレベル(Hv: 250以上)でよい。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】ところが、このような軽量の二輪車を対象に設計した材料は今まではなく、もっぱら、従来の中型、大型バイク用の硬質(Hv=310~380)マルテンサイト系ステンレス鋼を用いるか、またはHv=250~300となるように低C量に成分調整したマルテンサイト系ステンレス鋼を用いているのが実状であった。しかしながら、これらのマルテンサイト系ステンレス鋼は、いずれも所定の硬さを確保するためには焼入れ処理が不可欠であること、また、必要以上硬質に焼入れ処理された場合、ディスクブレーキに仕上げる際の研削、研磨工程での負荷が大きいという問題があった。これらの問題は、製造コストを引き上げる要因ともなっていた。なお、ディスクブレーキ全般については、ブレーキ使用時におけるディスクブレーキとパッドとの摺動発熱のために、ディスクブレーキの温度が上昇して、長時間使用すると、材料が次第に焼き戻されて軟質化し、ブレーキ性能が劣化するという問題は依然として残されていた。

【0005】本発明は、ディスクブレーキに用いるステンレス鋼板が抱えている上記問題を解決することにより、焼き入れ焼もどし処理あるいは焼き入れ処理を施すことなく、ヴィッカース硬さ $H_v = 250 \sim 300$ を満たすステンレス鋼板を提供することを目的とする。また、本発明は、さらに高温で軟質化しにくいステンレス鋼板を提供することをも目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】発明者らは、冷間圧延による加工硬化を利用することにより、従来実施してきた焼入れ処理を省略できること、またNb添加が高温での軟質化を抑制する上で大きな効果を有していることを知見し、本発明に想到した。すなわち、本発明は以下のとおりである。

【0007】(1)質量%で、C:0.1%以下、N:0.1%以下、Cr:10.0~20.0%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼組成であるとともに、金属組織が加工フェライト組織であり、ヴィッカース硬さ (H_v) が 250~300 であることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板。

【0008】(2)質量%で、C:0.1%以下、N:0.1%以下、Cr:10.0~20.0%、Nb:0.05~1.0%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼組成であるとともに、金属組織が加工フェライト組織であり、ヴィッカース硬さ (H_v) が 250~300 であることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板。

【0009】(3) (1)または(2)に記載の鋼板において、上記成分に加えてさらに、下記a~fのグループから選ばれる少なくとも1種または2種以上を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなる鋼組成であるとともに、金属組織が加工フェライト組織であり、ヴィッカース硬さ (H_v) が 250~300 であることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板。

記

a...Si:1.5%以下、

b...Mn:2.5%以下、

c...Ni:2.0%以下、Co:1.0%以下、B:0.005%以下

d...Cu:2.0%以下、Mo:2.0%以下

e...V:1.0%以下、Zr:1.0%以下、Ti:1.0%以下

f...Al:2.0%以下

【0010】(4)質量%で、C:0.1%以下、N:0.1%以下、Cr:10.0~20.0%を含有するクロム系ステンレス鋼スラブを、熱間圧延し、得られた熱延鋼板をフェライト単相の組織としてから、圧下率15~70%で冷間圧延することにより、ヴィッカース硬さ (H_v) を 250~300 とすることを特徴とする、焼入れ不要の二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板の製造方法。

【0011】なお、(4)に記載の鋼組成には、C:0.1%以下、N:0.1%以下、Cr:10.0~20.0%で残部が実質的にFeからなるもののほか、さらにNb:0.05~1.0%を含有するもの、これらに加えてさらに、下記a~fのグループから選ばれる少なくとも1種または2種以上を含有するものが含まれる。

記

a...Si:1.5%以下、

b...Mn:2.5%以下、

c...Ni:2.0%以下、Co:1.0%以下、B:0.005%以下

d...Cu:2.0%以下、Mo:2.0%以下

e...V:1.0%以下、Zr:1.0%以下、Ti:1.0%以下

f...Al:2.0%以下

【0012】また、本発明でいうフェライト単相組織とは、オーステナイト相、マルテンサイト相を含まないフェライト組織で、再結晶状態、未再結晶状態のいずれもこれに該当する。さらに、加工フェライト組織とは、上記フェライト単相組織に対して冷間圧延等の加工を施した未再結晶状態であるものを言い、組織を観察すると圧延長手方向に延伸されているのでそれとわかる。

【0013】

【作用】以下、本発明において、クロム系ステンレス鋼の組成を上記範囲に限定した理由について説明する。なお、本発明におけるクロム系ステンレス鋼とは、多量のNiを含まないCr主体のステンレス鋼であり、オーステナイト系ステンレス鋼は含まない。

C:0.1%以下

Cは、母相の硬さを高めて耐磨耗性を向上させるのに有効な元素である。また、Cは後述するNbと炭化物を形成して、ブレーキとして使用する際の摺動加熱による軟質化を抑制する。しかし、多すぎるとCr炭化物を形成し、耐食性を劣化させるため、その上限を0.1%とする。

【0014】N:0.1%以下

Nは、Cと同様に、母相の硬さを高めて耐磨耗性を向上させるのに有効な元素である。また、Nは後述するNbと窒化物を形成して、ブレーキとして使用する際の摺動加熱による軟質化を抑制する。ただし、多すぎるとCr窒化物を形成し、耐食性を劣化させるため、その上限を0.1%とする。

【0015】Cr:10.0~20.0%

Crは、耐食性を付与するために少なくとも10.0%は添加する必要があるが、過剰に添加すると靱性の低下を招くのでその上限は20.0%とする。

【0016】Nb:0.05~1.0%

Nbは、炭化物や窒化物を形成し、加工フェライト組織の軟質化を抑制する元素である。Nbの添加効果に関する実験結果を以下に説明する。連続鍛造設備を用いて、表1に示す成分のステンレス鋼スラブを製造し、これを1100℃に再加熱した後、熱延終了温度を720℃とする熱間圧

延により板厚7mmの熱延鋼板とした。この熱延鋼板に、連続式焼鈍炉により、1050℃×1分の焼鈍を施し、フェライト単相組織とした。次いで、スケールを酸洗除去してから、圧下率60%で冷間圧延した。得られた鋼板のヴィッカース硬さを測定するとともに、ブレーキ使

用中の昇温による材質変化を想定して、400～700℃の各温度に加熱し、1時間保持して、硬さの変化を測定した。これらの測定結果を図1に示す。

【0017】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	Cr	Nb	N	Ni	Co	B
A	0.01	0.8	0.5	15.4	0.48	0.01	0.2	0.07	0.003
B	0.01	0.8	0.5	15.2	0.01	0.01	0.2	0.06	0.002

【0018】図1に示すように、冷間圧延ままの鋼板の硬さは、Nb添加の有無にかかわらず、Hv=250～300の範囲にあり、ディスクブレーキとしての適正な硬さ範囲にあることがわかる。これを加熱保持した後の硬さには、Nb添加有無の差異が大きく現れている。すなわち、Nb無添加の場合（鋼B）には600℃以上で軟質化がみられるのに対し、Nbを添加した場合（鋼A）には700℃まで軟質化せず材質劣化が少ないことがわかる。このようなNbによる軟質化抑制の機構については必ずしも明確ではないが、比較的高温域まで安定しているNb炭化物、Nb窒化物により、冷間圧延で導入された加工歪みの回復が抑制されたためであると考えられる。なお、加熱保持したときの硬さが冷間圧延ままの硬さよりも上昇したのは、Nbを含む析出物が新たに生成したことによる析出硬化の影響であると推察される。このようなNbの添加効果は、0.05%未満では得られず、また1.0%を超えて過剰に加えてもその効果は飽和するので、Nbは0.5～1.0%の範囲で添加する。

【0019】本発明のステンレス鋼板には、上述した基本成分以外の元素は必ずしも添加する必要はないが、以下に示す含有範囲であれば、本発明の効果を損なうものではないので、必要に応じて添加もしくは混入されても差し支えない。

Si:1.5%以下

Siは、硬さを上昇させ耐摩耗性を向上させるのに有効な元素であるが、靱性を低下させるため、その上限を1.5%とする。

【0020】Mn:2.5%以下

Mnは、熱間圧延における割れを抑制するのに有用な元素であるが、過剰に添加しても、その効果が飽和するのみならず、高温でのスケール生成量を増して表面性状を低下させるため、その上限を2.5%とする

【0021】Ni:2.0%以下、Co:1.0%以下、B:0.005%以下

Ni、CoおよびBは、靱性向上に寄与する元素であるが、過剰に添加しても、その効果は飽和するので、それらの添加量はそれぞれNi:2.0%以下、Co:1.0%以下、B:0.005%以下とする。

【0022】Cu:2.0%以下、Mo:2.0%以下

CuおよびMoは、耐食性を向上させる元素であるが、過剰

に添加してもその効果は飽和するため、上限をいずれも2.0%とする。

【0023】V:1.0%以下、Zr:1.0%以下、Ti:1.0%以下

V、ZrおよびTiは、炭化物、窒化物を形成し、高温域での軟質化を抑制する作用を有している。しかし、過剰に添加すると粗大な炭化物、窒化物を形成し、靱性を低下させるので、いずれも上限を1.0%とする。

【0024】Al:2.0%以下

Alは、製鋼工程での脱酸効果のほか、耐酸化性、耐食性を向上させる効果を有しているが、過剰に添加するとAl₂O₃系介在物が増えて、靱性を低下させる。よって、その上限を2.0%とする。

【0025】本発明鋼板は、上記成分を含有するクロム系ステンレス鋼スラブを、熱間圧延し、得られた熱延鋼板をフェライト単相の組織としてから、圧下率15～70%で冷間圧延することにより、ヴィッカース硬さ（Hv）を250～300に調整することにより製造される。まず、熱間圧延の条件については、特に制限する必要はなく、通常実施される範囲でよい。すなわち、スラブ加熱温度は1000～1300℃、熱延終了温度は650～1050℃、巻き取り温度は500～800℃が標準的な条件である。

【0026】熱間圧延して得られた熱延鋼板は、冷間圧延の前にフェライト単相の組織としておく必要がある。熱延鋼板がマルテンサイト相を少しでも含む場合（おおむね熱延鋼板のHv硬さで200以上の場合）には、硬さが板内で不均一となりそのままの使用性能が十分でなく、また延性が不十分なために冷間圧延が困難であるからである。このため、本発明では、熱延鋼板にマルテンサイト相が出現した場合には、この鋼板をいったん焼鈍することにより、フェライト単相の組織とする。熱延鋼板にマルテンサイト相が存在しないときには焼鈍を省略してもよい。なお、熱延鋼板にマルテンサイト相が存在しない場合でも、熱延鋼板の長手方向における再結晶状態が大きく変動するようなときには、冷間圧延に先立って焼鈍することは、より均質な製品を得る上で望ましい。こうした熱延鋼板の焼鈍条件としては、650～1100℃の温度で1分～10時間の範囲が好適である。

【0027】このようにして、必要に応じて熱間圧延後に焼鈍を行って、熱延鋼板の組織をフェライト単相とし

たのち、酸洗し、冷間圧延することにより硬さを適正な範囲になるように調整して加工フェライト組織の製品とする。冷間圧延後の鋼板硬さの範囲は、ディスクブレーキの耐摩耗性を確保するためにヴィッカース硬さ（Hv）で 250 以上は必要である。しかし、過度に硬質にすると、研削、研磨工程の負荷を高めるばかりでなく、打抜き金型の寿命に悪影響を与えるので、Hv : 300 を上限とする。

【0028】本発明では、上記範囲の硬さを、冷間圧延により加工歪みを導入し、加工フェライト組織とすることによって達成する。その際、冷間圧延の圧下率が低過ぎると、適正な硬さが得られないだけでなく、硬さのばらつきが大きく品質が安定しなくなる。さらに、板厚方向表層部の硬さが優先的に上昇して、板厚方向の歪みが不均一となり反りを生じてしまう。このようなことを考慮して、冷間圧延の圧下率は15%以上とする。また、圧下率の上限は通常の冷間圧延設備の能力を想定して70%とする。

【0029】上述した冷延圧下率を定める根拠となる実験結果について説明する。連続鋳造設備を用いて製造した、表2に示す成分のステンレス鋼スラブを、1150℃に再加熱し、熱延終了温度を880℃（鋼C）、790℃（鋼D）とした熱間圧延により板厚5mmの熱延鋼板とした。次いで、鋼Cは連続式焼鈍炉により1100℃×1分の焼鈍を施し、また鋼Dは750℃×8時間の箱焼鈍を実施して、フェライト単相組織とし、酸洗によりスケール除去した。この熱延鋼板を、さらに実験室圧延機により冷間圧延し、冷延圧下率と硬さの関係を調査した。その結

果を図2に示す。図2からわかるように、圧下率15%に満たない冷間圧延では板厚中心の硬さが表面のそれより低く、また圧下率に対する硬さの変化が急峻なために安定した品質の製品を得るための圧下率の許容範囲が狭く製造上の管理が困難となる。したがって、冷間圧延した鋼板の表層、板厚中心とも均一な硬さで、ばらつきが少なく、ディスクブレーキ用に適した材料を得るには、冷延圧下率を15%以上とすることが必要である。

【0030】

【表2】

鋼	C	Si	Mn	Cr	Nb	N	Ni
C	0.01	0.85	0.1	15.0	0.50	0.01	0.1
D	0.05	0.25	0.6	16.6	0.01	0.025	0.3

【0031】

【実施例】連続鋳造設備を用いて、表3に示す成分のステンレス鋼スラブを製造し、これを表4に示す各温度でスラブ加熱、熱延終了、巻取りし、板厚6mmの熱延鋼板とした。この熱延鋼板をそのまま、または焼鈍したのち、酸洗して脱スケールして各圧下率で冷間圧延した。得られた鋼板について、表面と板厚中心のヴィッカース硬さを測定した。また、硬さは冷間圧延後だけでなく、500～700℃の温度で1時間保持した後でも測定した。これらの製造条件と得られた硬さの測定結果を表4に併せて示す。

【0032】

【表3】

[illegible]

【0033】

【表4】

鋼	スラブ加熱温度 (℃)	熱間圧延終了温度 (℃)	巻取温度 (℃)	熱延板の焼鈍条件 ℃、時間	冷延前の金属組織	冷延圧下率 (%)	冷延後の金属組織	冷延後硬さ (Hv)		加熱 (1h) 後の硬さ (Hv)*1			区 分
								表 面	中 心	500℃	600℃	700℃	
E	1200	950	800	700*10h	フェライト 単相	67	加工フェライト	285	285	285	286	290	発明例
F	1100	840	620	1050* 1m	フェライト 単相	62	加工フェライト	290	292	292	295	300	発明例
G	1150	885	740	950* 1m	フェライト 単相	28	加工フェライト	262	260	262	262	262	発明例
H	1200	985	800	700*10h	フェライト 単相	37	加工フェライト	270	271	270	274	275	発明例
I	1050	800	540	なし	フェライト 単相	20	加工フェライト	257	256	255	254	255	発明例
J	1050	820	550	なし	フェライト 単相	12	加工フェライト	251	210	210	212	212	比較例
K	1200	960	790	750* 8h	フェライト 単相	50	加工フェライト	295	275	275	260	189	発明例
L	1200	955	780	750* 8h	フェライト 単相	55	加工フェライト	278	277	277	263	182	発明例
M	1150	910	730	1000* 1m	フェライト 単相	33	加工フェライト	269	261	260	255	170	発明例
N	1150	905	755	1000* 1m	フェライト 単相	12	加工フェライト	238	202	202	202	181	比較例

*) 板厚中心の硬さを測定

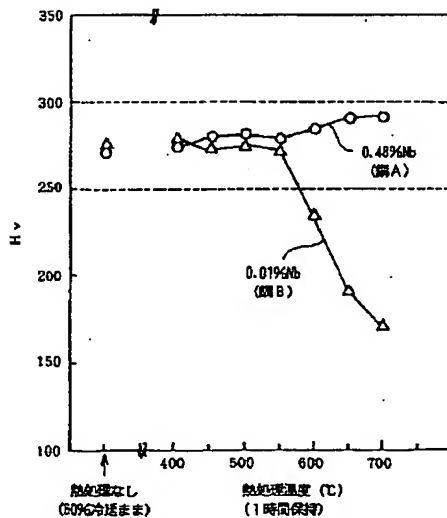
【0034】以上の表から、発明例はすべて、表面、板厚中心とも、 $Hv=250 \sim 300$ の適正範囲にあることがわかる。また、所定量のNbを添加した発明例は、700℃に1時間保持しても、板厚中心の硬さが低下することなく $Hv:250$ 以上の良好な値を維持しており、ブレーキ使用時の昇温による品質劣化が小さいことがわかる。

【0035】

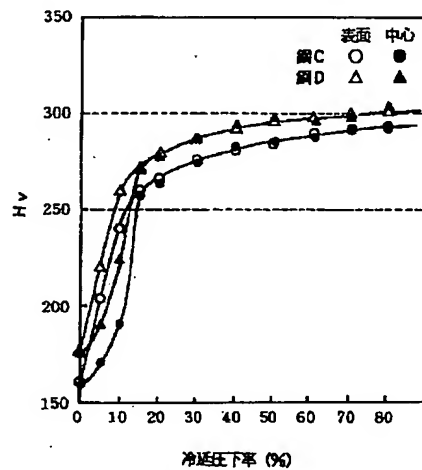
【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、

焼入れ処理を施すことなく、表面、板厚中心とも $Hv=250 \sim 300$ の硬さ範囲を達成することが可能となる。また、特にNbを適正量添加することにより、使用時の昇温が大きくても硬さの低下が少ない、安定した硬さを維持した鋼板を提供できる。したがって、本発明によれば、 $Hv=250 \sim 300$ の範囲で安定した硬さを有し、製造時に焼入れ不要な二輪車ディスクブレーキ用ステンレス鋼板を安価に提供することが可能になる。

【図1】



【図2】



【手続補正書】

【提出日】平成12年4月4日(2000.4.4)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】図面の簡単な説明

【補正方法】追加

【補正内容】

【図面の簡単な説明】

【図1】昇温によるヴィッカース硬さの変化に及ぼすNb含有量の影響を示すグラフである。

【図2】冷延圧下率とヴィッカース硬さとの関係を示すグラフである。

フロントページの続き

(51)Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	ターム(参考)
F 1 6 D 65/12		F 1 6 D 65/12	E
(72)発明者 宮崎 淳		Fターム(参考)	3J058 CB11 EA04 EA17 EA37 FA02
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製			4K037 EA01 EA02 EA04 EA05 EA10
鉄株式会社技術研究所内			EA12 EA13 EA15 EA16 EA17
(72)発明者 佐藤 進			EA18 EA19 EA20 EA27 EA28
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製			EA31 EA32 EA35 EB07 EB13
鉄株式会社技術研究所内			FA02 FA03 FC02 FC03 FC04
			FC05 FE01 FE02 FE03 FF02
			FF03 FG01 FH01 FJ07 JA06